

J

(Translation)

Japanese Patent Publication of Examined Application (B2)

Publication No.: Sho. 54-10923

Date of Publication: May 10, 1979

Int'l Cl.: C21D 7/14

C22C 38/12

C22C 38/14

Title: PRODUCING METHOD OF HIGH-TOUGHNESS, HIGH-TENSILE STEEL

Patent Application No.: Sho. 47-98948

Date of Application: October 4, 1972

Publication No. Sho. 49-55519

Date of publication: May 29, 1974

Inventors: Michihiko NAGUMO

Shoichi MATSUDA

Yoshihiro OKAMURA

Applicant: NIPPON STEEL CORP.

Attorney: Kazuo OHZEKI

⑫特許公報(B2)

昭54-10923

⑬Int.Cl.²

識別記号

⑭日本分類

庁内整理番号 ⑮⑯公告 昭和54年(1979)5月10日

C 21 D 7/14//

CBA 10 J 183

7217-4K

C 22 C 38/12

CBA 10 J 172

6339-4K

発明の数 1

C 22 C 38/14

CBA 10 S 1

6339-4K

(全 3 頁)

1

2

⑰⑱⑲のすぐれた強靱鋼、高張力鋼の製造方法

⑳特 願 昭47-98948

㉑出 願 昭47(1972)10月4日

公 開 昭49-55519

㉒昭49(1974)5月29日

㉓発 明 者 南雲道彦

東京都世田谷区深沢5の24の3

同 松田昭一

横浜市港北区下田町391の21

同 岡村義弘

東京都杉並区高井戸東3の20の10

㉔出 願 人 新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2の6の3

㉕代 理 人 弁理士 大関和夫

㉖引用文献

特 公 昭40-28241

特 公 昭43-1257

特 公 昭44-17021

㉗特許請求の範囲

1 炭素0.25%以下、金属炭窒化物生成元素の1種または2種以上を0.2%以下含む鋼を、熱間圧延後一たん冷却してからA_{c3}点以上の温度に加25熱保定後、焼入れしてマルテンサイト、ベイナイトあるいは両者の混合組織を生成させ、その後A_{c1}点以下の温度で焼もどす場合に、熱間圧延工程以前に1200℃以上の温度で溶体化処理を行うことを特徴とする靱性のすぐれた強靱鋼、高張30力鋼の製造方法。

発明の詳細な説明

本発明は、鋼の細粒化によつて強靱鋼、高張力鋼の靱性をいちじるしく改善する製造方法に関するものである。

鋼の高張力化にともなつて一般に靱性が劣化するが、その対策として鋼を細粒化するいろいろな

方法が提案されている。鋼中に金属炭窒化物を析出させることはその一つであつて、最近非調質高張力鋼の製造技術としてスラブ圧延の仕上げをオーステナイトの未再結晶域で行い圧延中に炭窒化物を析出させて圧延中にオーステナイトを細粒化する技術が開発されている。ところが圧延後再オーステナイト化する場合にはオーステナイト粒度は主に再オーステナイト化条件によつて支配されるので、再加熱時のオーステナイト粒度を制御するために、スラブの熱間圧延条件にまでさかのぼつて検討することはほとんど考えられていない。

本発明はかかる点に注目し、再オーステナイト化時の粒成長抑制に寄与する製造条件を詳細に研究の結果熱間圧延後の再加熱でオーステナイト化15する場合の粒成長抑制には、金属炭窒化物生成元素を添加し、かつ非調質高張力鋼のように圧延ままで細粒化する場合とは異なる圧延条件が有効であることを見出したものである。

20 本発明の要旨とするところは以下のとおりである。すなわち炭素0.25%以下、金属炭窒化物生成元素を1種または2種以上を0.2%以下、他の合金元素は適宜の焼入れ処理によつてマルテンサイト、ベイナイトあるいは両者の混合組織になる量を含み、残余は鉄及び不可避不純物からなる鋼を1200℃以上の高温で溶体化処理をして金属炭窒化物生成元素を充分に固溶させた後熱間圧延を行い、一たん冷却後A_{c3}点以上の温度に加熱保定後焼入れしてマルテンサイト、ベイナイトあるいは両者の混合組織を生成させ、その後A_{c1}点以下の35温度で焼もどすことを特徴とするものでこれによつて微細な結晶粒からなる鋼が得られ、靱性を著るしく向上させることが出来る。

次に本発明の特徴及び各構成要件の限定理由を詳細に説明する。炭素含有量は母材及び溶接ボルト部の切欠靱性の観点から0.25%以下とした。金属炭窒化物生成元素は本発明における必須成分でありニオブ、バナジウム、チタニウム、ジルコ

3

ニウム、アルミニウム等があげられる。しかしこれらの元素の作用は全く同じではない。ニオブ、チタン、ジルコニウムなどはオーステナイト域で圧延中にも析出をおこすがアルミニウムは通常の圧延中ではほとんど析出しないで再加熱時に析出し、またバナジウムはオーステナイト域ではほとんど析出しない。これらの元素の1種または2種以上を0.2%以下としたのは、細粒化による切欠靱性の向上とは別途に、かかる金属炭窒化物の析出による靱性の低下があつて、これが析出量に比例するために0.2%以上にすると細粒化による効果が相殺されるためである。他の合金元素の添加には特に制約はなく、適宜の焼入処理によつてマルテンサイト、ベイナイトあるいは両者の混合組織になるように添加すればよい。

以上の成分の鋼のスラブ加熱において、加熱温度を1200℃以上とし十分に金属炭窒化物を溶解させることは本発明の特徴である。すなわちスラブの加熱時に炭窒化物を未溶解にしておくことと圧延中に凝集、粗大化しやすいが圧延材で細粒化するためには炭窒化物を未溶解にする低温加熱は必ずしも不利でない。したがつて非調質高張力鋼の製造においてはスラブの低温加熱によつてオーステナイト粒を細粒化することも事実可能である。しかし圧延後一たん冷却され、ふたたび加熱されてオーステナイト粒が漸に生成する場合には、とくに再加熱時に長時間保定される場合にはスラブの圧延時において加熱温度を1200℃以上にして金属炭窒化物を十分に溶解せしめることが再加熱材の細粒化に有効であることを見出したものである。加熱温度の好ましい範囲は添加される元素によつて異なる。ニオブ、チタン、ジルコニウムの場合には好ましくは1250℃以上である。アルミニウム、バナジウムの場合には加熱前の鋼中に存在する窒化アルミニウム、炭窒化バナジウムの形態にも依存するが1200℃以上がのぞましい。

本発明の効果は圧延温度にはあまり依存しないことが実験的に認められた。しかし再加熱時にオーステナイトの粒成長を抑制するという考え方から、圧延中に炭窒化物を粗大に析出させ凝集させることは好ましくない。たとえばニオブの場合には950～1000℃の範囲で大きな加工量をとることは好ましくないと考えられる。また圧延後

4

の冷却速度も冷却中の粗大析出を防ぐためにたとえば500℃までを20℃/分以上にすることがのぞましい。同様に熱延材のAc₃点以上への再加熱に際しては加熱の途中または加熱後の保定時に微細な金属炭窒化物を析出させ、オーステナイト結晶粒の微細化をはかるために5℃/分以上、好ましくは20℃/分以上の速度で加熱することが必要である。これ以下の加熱速度になると加熱の途中で析出する金属炭窒化物のサイズが大きくなり細粒化に効かなくなる。

加熱保定後の冷却は、適宜の焼入処理によつてマルテンサイト、ベイナイトあるいは両者の混合組織になればよく、水冷、油冷、空冷等いずれの冷却方法でも差支えない。つづいて行われる焼もどしは適宜強度と靱性等を考慮してAc₁点以下の温度において行えばよい。

本発明は調質鋼を対象とした製造法であるが同様な細粒化効果は圧延後再オーステナイト化される場合、すなわち溶接及び焼ならし処理においても期待することが出来る。

次に本発明の実施例を示す。

実施例 1

表1に示した組成の供試鋼の150×150×130mm角材を1250℃×1h(高温加熱)および1050℃×1h(低温加熱)の加熱後13mm厚まで熱間圧延を行い、850℃で仕上げ圧延を行つて放冷した。次いでこれをAc₃上の820℃まで約30秒で加熱しその温度に保定後、急冷してマルテンサイト組織とし、さらにAc₁点以下の600℃で1時間焼もどし、組織を焼もどしマルテンサイトにした。第1図はこの一連の熱処理において、本発明の特徴である焼入れ、焼もどし後のオーステナイト粒度(オーステナイト粒界は急冷によつてマルテンサイト組織にすることにより、マルテンサイトの中に継承され、焼もどしによつてその大きさに何ら変化はない)を縦軸とし、保定時間を横軸にして示したものである。比較材にたいしニオブ、アルミニウム、チタニウムのような金属炭窒化物を添加するとオーステナイト粒は一般に細くなる。しかし本発明の特徴として注目すべきことは再加熱時の保定時間が30秒程度以下の場合、したがつて圧延ままの材料でもそうであるが低温加熱をして圧延した場合の方がオーステナイト粒は細かいにもかかわらず、長時間保

5

6

定においては高温加熱圧延によつて粒成長が抑制 されていることが明瞭に示されている。

表 1 供 試 鋼 成 分

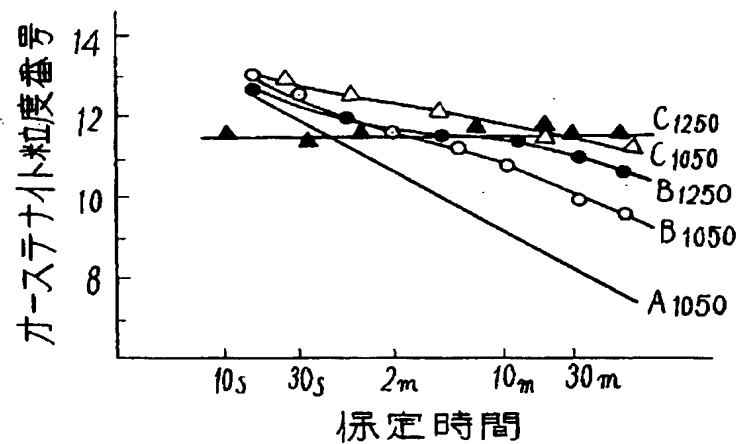
	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Nb	Ti
A	0.12	0.21	0.50	3.50	0.35	—	—	—
B	0.12	0.20	0.50	3.60	0.36	0.08		0.01
C	0.12	0.21	0.51	3.57	0.35	—	0.05	—

図面の簡単な説明

度とオーステナイト化保定期間との関係を示した

第1図は圧延加熱温度を変えて圧延したのち再 グラフである。
オーステナイト化した時のオーステナイト結晶粒

第 1 図



供試材の機械試験値

鋼番号	降伏応力 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸 び (%)	r	エリクセン値 (mm)	100℃×1時間 時効後の降伏点伸び(%)
1	19.9	32.8	48	1.73	11.1	1.3
2	20.1	33.0	47	1.69	11.2	1.5
3	22.6	34.1	42	1.38	10.3	2.8
4	23.2	34.4	41	1.26	9.8	3.2
5	24.1	34.8	41	1.48	9.6	2.3
6	23.8	34.5	42	1.25	9.8	2.7
7	19.8	33.1	45	1.80	10.8	5.2
8	20.2	32.4	47	1.72	11.0	0.0

と補正する。

3 「図面の簡単な説明」の項を「第1図は連続焼鈍炉における熱サイクルを示すグラフである。」と補正する。

昭和47年特許願第98948号(特公昭54-10923号、[JPC10J183]、昭54.5.10発行の特許公報2(1)-38[930]号掲載)については特許法第64条の規定による補正があつたので下記のとおり掲載する。

特許第1071671号

Int. Cl.³
C 21 D 8/00
//C 22 C 38/12
38/14

識別記号 庁内整理番号
6793-9K
7147-4K
7147-4K

記

1 第4欄17行~20行「本発明は………出来る。」を削除する。

(Translation)

Japanese Patent Publication of Examined Application (B2)

Publication No.: Sho. 54-23329

Date of Publication: August 13, 1979

Int'l Cl.: C22C 38/34

Title: HIGH-TOUGHNESS, WEAR-RESISTANT STEEL

Patent Application No.: Sho. 49-16268

Date of Application: February 12, 1974

Publication No. Sho. 50-110924

Date of publication: September 1, 1975

Inventors: Kazumi SATSUMABAYASHI

Seiji MANO

Applicant: KOMATSU LTD.

Attorney: Masaaki YONEHARA

⑫ 特許公報 (B2)

昭54-23329

⑬ Int.Cl.²

識別記号

⑭ 日本分類

庁内整理番号

⑮ ⑯ 公告 昭和54年(1979) 8月13日

C 22 C 38/34

CBH

10 J 172
10 S 2

6339-4K

発明の数 1

(全 3 頁)

1

2

⑭ 高靱性耐摩耗鋼

⑰ 特 願 昭 49-16268

⑱ 出 願 昭 49(1974) 2月12日

公 開 昭 50-110924

⑲ 昭 50(1975) 9月1日

⑳ 発 明 者 薩摩林和美

長岡京市八条ヶ丘2の1

同 間野清司

枚方市上野3の1の1

㉑ 出 願 人 株式会社小松製作所

東京都港区赤坂2の3の6

㉒ 代 理 人 弁理士 米原正章 外1名

㉓ 特許請求の範囲

1 C 0.25~0.38%, Si 1.6~2.6%,
Mn 0.8%以下、P 0.03%以下、S 0.03%以下、Cr 3.0~6.0%、残部 Fe からなる高靱性耐摩耗鋼。

発明の詳細な説明

この発明は主として建設機械の掘削用切刃材などに使用する高靱性耐摩耗鋼の改良に関する。

従来ブルドーザやパワショベルなどの建設機械に用いられる土砂掘削用の切刃材は高い靱性と硬度が必要とされ、例えば岩の弾性波速度が3000 m/sec以上の硬い岩石を切削する場合には、シャルピ衝撃値が5 kg/cm²以上の靱性と、硬度 HRC 50以上の硬さを有する耐摩耗鋼が必要である。しかしこのような耐摩耗鋼により硬い岩を切削すると切削時の岩の摩擦により切刃の先端は約500℃以上にも加熱されて材料が焼戻され、硬度が著しく低下する不具合があつた。この不具合を解消するためには炭素、硅素、マンガン、クロム、モリブデン、ボロン及び鉄よりなる合金鋼の使用が考えられるが、このような成分を含む合金鋼は弾性波速度が3000 m/sec以上とい

く低下する欠点があつた。

この発明は係る欠点を除去する目的でなされたもので、C 0.25~0.38%、Si 1.6~2.6%、Mn 0.8%以下、P 0.03%以下、S 0.03%以下、Cr 3.0~6.0%、残部がFeにより組成された高靱性耐摩耗鋼を提供することにより、さらに高い靱性及び耐摩耗性を得ようとするものである。

以下この発明の一実施例を図に示す成分表及び硬度表などを混えて詳述すると、一般に耐摩耗鋼として硬さを確保するためには最低0.25%のC量が必要であるが、0.28%を越えると靱性を損うのでCの含有量は0.25~0.38%の範囲とし、またSi及びCrは焼戻しによる軟化を遅らせる元素であるが、上記C 0.25~0.38%の範囲内では500℃の焼戻しにより硬度HRC 50以上を確保するためにはSi 1.6以上、Cr 3%以上が必要で、Si及びCrを増大すると焼戻し抵抗が増大する反面Si 2.6%、Cr 6%以上では衝撃値の低下が著しくなる。従つてSiは1.6~2.6%、またCrは3.6~6%の範囲内に定めた。

一方以上のような成分範囲内にさらにMnが含まれると衝撃値を低下させる原因となつて有害となるが、0.8%以下では殆んど影響が出ないため、Mnは0.8%以下とし、P及びSも夫々衝撃値を低下させる有害元素であるため0.03%以下として影響を殆んどなくし、次のような耐靱性耐摩耗鋼を得ることとした。

C 0.25~0.38%、Si 1.6~2.6%、Mn 0.8%以下、P 0.03%以下、S 0.03%以下、Cr 3.0~6%、残部Fe。

次に下記の第1表に示す成分よりなる試料㉔1及び㉔2を夫々形成して第2表に示す熱処理を施した後、機械的強度を測定した結果、第2表及び第1図に示す性質及び硬さを得ることができた。なお比較の意味で従来の切刃材の焼戻し温度と硬度の関係を第1図破線に並記したが、ちなみに従

3

4

来の切刃材の成分はC 0.30、Si 1.64、Mn ※重量%）で、熱処理条件は、焼入れ温度950℃、0.51、P 0.01、S 0.016、Cr 0.60、焼戻し温度350℃であつた。
Mo 0.003、Ti 0.015、残部Fe（何れも※

第 1 表

試料 番号	組 成 (重 量 %)					
	C	Si	Mn	P	S	Cr
№1	0.31	1.80	0.50	0.011	0.016	5.10
№2	0.29	1.65	0.53	0.010	0.015	3.05

第 2 表

試料 番号	熱 処 理 条 件		機 械 的 性 質				
	焼入温度 (℃)	焼戻し温度 (℃)	T.S (kg/mm ²)	伸び(%)	RA . %	シャルピー値 (kg·m/cm ²)	硬さ(HRC)
№1	950	400	186	11.3	36	6.1	52
№2	950	400	172	13.6	41	5.9	51

この発明は以上詳述したように、C 0.25～0.38%、Si 1.6～2.6%、Mn 0.8%以下、P 0.03%以下、S 0.03%以下、Cr 3.0～6.0%、残部Feにより高靱性耐摩耗鋼を形成することによつて、従来のこの種切刃材に比べて高い靱性が得られると同時に、弾性波速度が3000 25 m/sec以上の硬い岩石を切削して、刃先が岩との摩擦により加熱されても、焼戻しによる硬度の低下が少ないため、耐摩耗性が急激に減少するな

20 どの虞れがない。これによつて使用中に刃が欠けたり、また刃先の加熱により摩耗速度が増すなどの虞れが少ない耐久性に優れた切刃材を得ることができるようになる。勿論この発明の高靱性耐摩耗鋼は切刃材のみならず他の用途にも適用し得るものである。

図面の簡単な説明

第1図は焼戻し温度と硬度の関係を示す線図である。

第1図

